

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2000144261 A**

(43) Date of publication of application: **26.05.00**

(51) Int. Cl.

**C21D 9/46**  
**C22C 38/00**  
**C22C 38/06**  
**C23C 2/02**  
**C23C 2/06**

(21) Application number: **10316168**

(22) Date of filing: **06.11.98**

(71) Applicant: **NKK CORP**

(72) Inventor: **KOBAYASHI SATOO**  
**TOMITA KUNIKAZU**  
**YOSHITAKE AKIHIDE**  
**OZAKI JUNICHI**  
**SAKURAI MICHITAKA**  
**ARAKI KENJI**

(54) **PRODUCTION OF HOT ROLLED BASE HOT DIP GALVANIZED AND HOT DIP GALVANNEALED HIGH TENSILE STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN DUCTILITY**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for producing a hot rolled base hot dip galvanized and hot dip galvannealed steel sheet excellent in ductility.

SOLUTION: When forming steel contg., by weight, 0.05 to 0.3% C, 0.5 to 1.5% Si, 0.5 to 2.5% Mn, 20.07% P, 20.01% S and 0.005 to 2% sol.Al into a slab,

subjecting it to finish rolling at the temp. equal to or above the Ar<sub>3</sub> point, executing cooling to the temp. region of 600 to 780°C at a cooling rate of <sup>3</sup>15°C/sec, subsequently holding it to this temp. region for <sup>3</sup>4.5 sec, thereafter executing cooling at a cooling rate of <sup>3</sup>15°C/sec, coiling it at 350 to 550°C, subjecting the hot rolled steel sheet to pickling, and subsequently applying hot dip galvanizing thereon in a continuous hot dip galvanizing line, the heating temp. before the hot dip galvanizing is controlled to 450 to 550°C.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-144261

(P2000-144261A)

(43)公開日 平成12年5月26日(2000.5.26)

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>

識別記号

FI

テマコード(参考)

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

U 4 K 0 2 7

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 T 4 K 0 3 7

38/06

38/06

C 2 3 C 2/02

C 2 3 C 2/02

2/06

2/06

審査請求 未請求 請求項の数2 OL (全7頁)

(21)出願番号

特願平10-316168

(71)出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(22)出願日

平成10年11月6日(1998.11.6)

(72)発明者 小林 聡雄

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72)発明者 富田 邦和

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74)代理人 100099944

弁理士 高山 宏志

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 延性の優れた熱延下地溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法

(57)【要約】

【課題】 延性の優れた熱延下地溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法を提供すること。

【解決手段】 重量%で、C:0.05~0.3%、Si:0.5~1.5%、Mn:0.5~2.5%、P:0.07%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.005~2%を含有する鋼をスラブとした後、Ar<sub>3</sub>点以上で仕上げ圧延し、次いで600~780℃の温度域まで15℃/sec以上の冷却速度で冷却した後、この温度域で4.5秒間以上保持し、その後15℃/sec以上の冷却速度で冷却し、350~550℃で巻取った熱延鋼板を酸洗後、連続溶融亜鉛めっきラインにて溶融亜鉛めっきするに際し、溶融亜鉛めっき前の加熱温度を450~550℃とする。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C：0.05～0.3%、Si：0.5～1.5%、Mn：0.5～2.5%、P：0.07%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.005～2%を含有する鋼をスラブとした後、Ar<sub>3</sub>点以上で仕上げ圧延し、次いで600～780℃の温度域まで15℃/sec以上の冷却速度で冷却した後、この温度域で4.5秒間以上保持し、その後15℃/sec以上の冷却速度で冷却し、350～550℃で巻取った熱延鋼板を酸洗後、連続溶融亜鉛めっきラインにて溶融亜鉛めっきするに際し、溶融亜鉛めっき前の加熱温度を450～550℃とすることを特徴とする延性の優れた熱延下地溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法。

【請求項2】 重量%で、C：0.05～0.3%、Si：0.5～1.5%、Mn：0.5～2.5%、P：0.07%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.005～2%を含有する鋼をスラブとした後、Ar<sub>3</sub>点以上で仕上げ圧延し、次いで600～780℃の温度域まで15℃/sec以上の冷却速度で冷却した後、この温度域で4.5秒間以上保持し、その後15℃/sec以上の冷却速度で冷却し、350～550℃で巻取った熱延鋼板を酸洗後、連続溶融亜鉛めっきラインに装入し、450～550℃に加熱後、溶融亜鉛めっきし、その後合金化処理することを特徴とする延性の優れた熱延下地合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、自動車の構造部材および足回りなどに適した、熱延鋼板を下地とする延性に優れた溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】車体構造部材および足回り部材に使用される熱延鋼板は張出成形を主体とする過酷な成形を受けるので、優れたプレス成形性、特に良好な延性を有することが従来より必要とされている。加えて、近年、自動車の燃費向上および衝突安全性向上を目的として、車体構造部材および足回り部材には高張力熱延鋼板が要求されており、高強度化が求められている。しかし、高張力鋼板を薄肉化すると耐久性の低下を免れない。そこで、良好な延性および耐食性を兼ね備えた溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板が強く要望されている。

【0003】このようなことを考慮して、特開平06-145788号公報にはプレス成形性に優れた熱延下地溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法が提案されている。

【0004】この公報に開示された技術は、プレス成形

性に優れた鋼板を製造するに際し、重量%でC：0.06～0.22%、Si：0.005～1.0%、Mn：0.5～2.0%、sol. Al：0.25～1.5%、を含有し、かつAlとSiおよびCとの関係が0.6%Si(%)≤Al(%)≤3-12.5C(%)を満足し、残部がFeおよび他の不可避的不純物からなる冷延鋼板をフェライト+オーステナイト(α+γ)2相域に保持後、特定の熱処理により、金属組織中に3～20%の残留オーステナイトを含有させることを特徴するものである。

【0005】この方法に基づいて溶融亜鉛めっき鋼板を製造する際には、溶融亜鉛めっきラインにおいて、上記熱履歴を実現させる必要がある。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記組成の鋼に対し実際に(α+γ)2相域まで加熱してめっきを施した場合、Si量が高いため溶融亜鉛めっき層と下地鋼板との密着性を高いレベルに確保することが困難になる。

【0007】以上のように、延性の良好な高張力鋼板ではSi量が高く、従来技術では、これに十分な密着性を施す技術が確立されていない。

【0008】本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、良好な延性を有する熱延下地溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

## 【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上述した課題を解決すべき鋭意研究を重ねた。その結果、重量%でSi量を1.5%以下含有する鋼を用いて熱延工程で延性に有利なマイクロ組織を形成し、この熱延鋼板を亜鉛めっき基板として連続式の溶融亜鉛めっきラインに装入し、450～550℃でという従来よりも低い温度で加熱してから溶融亜鉛めっきすることにより、Siの表面濃化を抑制することができ、従来の(α+γ)2相域加熱では不可能であった高Si含有鋼板の溶融亜鉛めっきを実現することができることを見出した。また、このような低温加熱により下地鋼板のマイクロ組織をほとんど変化させずに溶融亜鉛めっきすることが可能となることを見出した。

【0010】本発明は上記知見に基いてなされたものであり、第1に重量%で、C：0.05～0.3%、Si：0.5～1.5%、Mn：0.5～2.5%、P：0.07%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.005～2%を含有する鋼をスラブとした後、Ar<sub>3</sub>点以上で仕上げ圧延し、次いで600～780℃の温度域まで15℃/sec以上の冷却速度で冷却した後、この温度域で4.5秒間以上保持し、その後15℃/sec以上の冷却速度で冷却し、350～550℃で巻取った熱延鋼板を酸洗後、連続溶融亜鉛めっきラインにて

熔融亜鉛めっきするに際し、熔融亜鉛めっき前の加熱温度を450～550℃とすることを特徴とする延性の優れた熱延下地熔融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法を提供するものである。

【0011】第2に、重量%で、C：0.05～0.3%、Si：0.5～1.5%、Mn：0.5～2.5%、P：0.07%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.005～2%を含有する鋼をスラブとした後、Ar<sub>3</sub>点以上で仕上げ圧延し、次いで600～780℃の温度域まで15℃/sec以上の冷却速度で冷却した後、この温度域で4.5秒間以上保持し、その後15℃/sec以上の冷却速度で冷却し、350～550℃で巻取った熱延鋼板を酸洗後、連続熔融亜鉛めっきラインに装入し、450～550℃に加熱後、熔融亜鉛めっきし、その後合金化処理することを特徴とする延性の優れた熱延下地合金化熔融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法を提供するものである。

【0012】本発明において、最終的に必要な強度レベルに応じて下地鋼板のミクロ組織を延性に有利なフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト組織とすれば、延性の優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板が得られる。

【0013】また、本発明の熔融亜鉛めっきおよび合金化熔融亜鉛めっきは強度レベルも下地鋼板のレベルからほとんど変化しないため、下地鋼板の特性値を最大限に引き出すことができる。また、下地鋼板として冷延鋼板ではなく熱延鋼板を使用することで、製品価格を廉価にすることができる。さらに、本発明における低温加熱ではミクロ組織が変化しないだけでなく、Mnの偏析による層状組織が軽減されるために伸びフランジ性が改善されるという効果もあり、さらにめっきのためのエネルギーコストも従来より低減することができる。

#### 【0014】

【発明の実施の形態】以下、本発明について具体的に説明する。まず、発明の下地熱延鋼板の化学組成について述べる。本発明の下地鋼板の組成は、重量%で、C：0.05～0.3%、Si：0.5～1.5%、Mn：0.5～2.5%、P：0.07%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.005～2%であり、その限定理由は以下のとおりである。

#### 【0015】C：0.05～0.3%

Cは強度を上昇させる元素であり、オーステナイトの安定性を高める作用を有するため、0.05%以上必要である。一方、0.3%を超えると接着性が劣化する。したがって、C量を0.05～0.3%とする。

#### 【0016】Si：0.5～1.5%

Siは強度を上昇させ、冷却過程においてフェライトの生成を促進して、オーステナイト中へのCの濃化を助け、オーステナイト中からのセメタイトの析出を遅らせる作用を有するため、残留オーステナイトを確保する上で有効な元素であり、このような効果を有効に発揮する

ためには、0.5%以上必要である。一方、Siの含有量が多くなるほど従来の方法による熔融亜鉛めっきではめっきが難しくなるが、本発明では熔融亜鉛めっき前の加熱を低温で行うことによりその上限を大幅に緩和することができる。すなわち0.5%以上でも良好なめっき付着性を得ることができる。しかし、1.5%を超えるとめっき密着性の劣化および溶接性の劣化および溶接性の劣化が著しい。したがって、Si量を0.5～1.5%とする。

#### 【0017】Mn：0.5～2.0%

Mnはオーステナイトの安定性を高め、固溶強化をもたらすため、必要な強度および組織に応じて0.5%以上添加する必要がある。しかし、2.0%を超えると溶接性および伸びフランジ性を含めた加工性が悪化する。したがって、Mn量を0.5～2.0%とする。

#### 【0018】P：0.07%以下

PはSiと同様にフェライト中に固溶して鋼板の強度を高める作用があるが、添加し過ぎると溶接性を低下させ、伸びフランジ性を悪化させるので、0.07%以下とする。

#### 【0019】S：0.01%以下

SはMnとA系介在物を作り、延性および伸びフランジ性を低下させる不純物元素であるので、0.01%以下に制限する。ただし、その範囲内でも製鋼での経済性に見合う範囲で極力低減することが望ましい。

#### 【0020】sol. Al：0.005～2%

sol. AlはSiと同様に脱酸のために使用されるほか、冷却過程においてフェライトの生成を促進して、オーステナイト中へのCの濃化を助け、オーステナイト中からのセメタイトの析出を遅らせる作用を有するため、残留オーステナイトを確保する上で有効である。充分な脱酸効果を得るためには0.005%以上必要である。一方、2%を超えるとAr<sub>3</sub>点が上昇するため高温加熱により仕上温度を高くする必要があり、これに伴いスケール損失の増加および表面性状の劣化が生じる。したがって、sol. Al量は0.005～2%とする。

【0021】次に、熱延条件について述べる。熔融亜鉛めっきラインでは、熱サイクルの厳密な制御およびめっき密着性を確保しつつ必要な強度と延性を付与するためのミクロ組織制御が困難である。良好な延性の熔融亜鉛めっき高張力熱延鋼板を得るためには、熔融亜鉛めっき前に、必要な強度および延性を得ることができるミクロ組織を付与しておき、このミクロ組織をほとんど変化させずにめっきの密着性を確保することができるような加熱条件で熔融亜鉛めっきを施せばよい。そのために、熔融亜鉛めっき前の熱延鋼板に強度および延性を付与するための熱延の仕上温度をAr<sub>3</sub>変態点以上とし、巻取温度を350～550℃とする。

【0022】熱延の仕上温度が、Ar<sub>3</sub>変態点以下になると(α+γ)2相域の圧延となるため混粒組織となり

延性が低下する。また、巻取温度については、350～550℃であれば延性の良好なフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト組織が得られるが、550℃を超えるとパーライトが混在し、350℃以下ではマルテンサイトが混在するため良好な延性を得ることが困難である。このように巻取温度350～550℃とすることにより、めっき前の熱延鋼板に所望の強度および延性が付与されるが、その後の溶融亜鉛めっき前の加熱温度を450～550℃とすることにより、溶融亜鉛めっき後も、そのような熱延鋼板の強度および延性が維持される。

【0023】次に、溶融亜鉛めっき条件について述べる。本発明では溶融亜鉛めっき前の加熱温度を450～550℃とする。これにより、従来の700～850℃の高温加熱処理では不可能であった高Si含有鋼板の溶融亜鉛めっきが可能となる。これは高温加熱処理ではSiが表層に濃化して溶融亜鉛めっきの濡れ性を害しめめっきを生じるのに対し、低温加熱処理ではSiがほとんど濃化しないため、高Si含有鋼板でも溶融亜鉛めっきが可能となるという知見に基づく。また、低温加熱処理では下地鋼板のミクロ組織をほとんど変えずに溶融亜鉛めっきが可能となる。

【0024】すなわち、Siを多く含有した鋼を用い、熱延工程でミクロ組織を制御して優れた強度および延性に付与した熱延高張力鋼板を下地した場合、溶融亜鉛めっき後にも良好な強度および延性を維持することができ、延性の優れた熱延下地溶融亜鉛めっき高張力鋼板を製造することができる。なお、溶融亜鉛めっき後、必要に応じて合金化処理を行うが、その際の条件は特に限定されず、通常の条件で行えばよい。

【0025】このように本発明は熱延工程で得られた材質を損なわずに溶融亜鉛めっきを施すことを可能にするものである。また、本発明では下地鋼板として冷延鋼板ではなく熱延鋼板を使用することにより、製品価格を廉価にできる。また、本発明のような低温加熱ではミクロ組織は変化しないが、Mnの偏析による層状組織が軽減されるため、熱延まより伸びフランジ性が向上するといった効果が得られ、さらにめっきのためのエネルギーコストも従来より低減することができる。

【0026】

【実施例】本発明による具体的な実施例について、比較例と比較しながら以下に説明する。

(実施例1) 表1に示す化学組織の鋼を転炉で溶製し、連続鋳造でスラブとした。次いでAr<sub>3</sub>点以上の850℃仕上圧延して板厚2.0mmの熱延鋼帯とし、その後、その熱延鋼帯を680℃まで冷却速度36℃/secで冷却した後、この温度で9秒間保持し、引き続き冷却速度45℃/secで冷却した後、460℃で巻き取った。この熱延鋼帯を酸洗後、連続式溶融亜鉛めっきラインにて400～850℃に50℃間隔で2分間加熱保

持後、両面45g/m<sup>2</sup>の目付け量で溶融亜鉛めっきし、550℃×10秒間の合金化処理を行った。

【0027】このようにして得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、JIS5号引張試験片を用いて降伏点(YP)、引張強さ(TS)、伸び(El)を測定した。また、亜鉛めっき層の外観および0.5t曲げ後テープ剥離試験により亜鉛めっき層の密着性を評価した。

【0028】図1に溶融亜鉛めっき前の加熱温度と上記各機械的性質との関係を示し、表2に溶融亜鉛めっき層の外観を密着性を示す。なお、本発明で用いた鋼板は熱延ままのミクロ組織はフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト組織であって、引張強さが590MPa以上で優れた伸びおよび強度-延性バランスを有する鋼板である。

【0029】図1に示すように、加熱温度が550℃までは熱延まと同じレベルの強度-延性バランスを示すが、600℃以上では強度-延性バランスがTS×El値で21000MPa・%未満に低下する。550℃までの加熱温度で強度が熱延まと変わらず、優れた伸びが得られるのは、ミクロ組織が熱延まと変わらないためである。600℃以上では当初のフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト組織が変化してパーライトの析出が生ずるため、伸びが低下する。

【0030】亜鉛めっき層の外観については、表2に示すように、加熱温度が450℃未満では不めっき部分があった。これはFeの還元が不十分なためである。450℃～700℃までは不めっきはなく、良好な外観が得られた。750℃以上では不めっき部分が認められる。これは、表層にSiが濃化されたことによる。一方、亜鉛めっき層の密着性については、450℃以上で良好なめっき外観が得られた。このように亜鉛めっきの観点からは、加熱温度範囲は450～700℃が好ましいことが確認された。

【0031】以上の結果から、熱延まと同等の強度および良好な延性かつ良好な亜鉛めっき特性の得られる加熱温度範囲は450～550℃である。また、本発明の成分範囲の規定では、熱延まと同等の強度および良好な延性かつ良好な亜鉛めっき特性は加熱温度範囲が450～550℃で得られることが確認された。

【0032】(実施例2) 表3に示す化学成分の鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造でスラブとし、表4に示す熱延条件で熱延し、板厚2.0mmの熱延鋼帯とした。これらの熱延鋼帯を酸洗し、連続式溶融亜鉛めっきラインにて表4に示す加熱条件で加熱した後、両面45g/m<sup>2</sup>の目付け量で亜鉛めっきし、さらに合金化処理を行った。

【0033】上記によって得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、上述した実施例1と同様に、JIS5号引張試験片を用いて機械的性能、すなわち、降伏点、引張強さおよび伸びを測定し、さらに、亜鉛めっき層の

外観および 0.5 t 曲げ後テープ剥離試験により亜鉛めっき層の密着性を評価した。

【0034】表5に、鋼板のミクロ組織、測定した機械的性質および溶融亜鉛めっき特性を示す。発明例1～7は表3の鋼種A、B、CおよびDを用いて本発明の範囲内の条件で製造したものであり、熱延ままで良好な延性を有する鋼板を素材として、めっき前加熱温度を450～550℃として溶融亜鉛めっきを施した結果、良好な延性および亜鉛めっき特性が得られることが確認された。なお、延性は強度と相反する関係にあるため、同一強度で延性を比較するための指標として通常用いられるTS×El値を求めると、本発明ではいずれも21000MPa・%以上の良好な強度－延性バランスであることが確認された。

【0035】また、比較例8は鋼種Aを用いて、本発明の範囲外の条件で製造したものであり、巻取温度が本発明が規定する範囲より高いため、延性が劣っていることが確認された。比較例9はそれぞれ鋼種Aを用いて本発明の範囲外の条件で製造したものであり、溶融亜鉛めっき前の加熱温度が本発明で規定する範囲より高いため、延性が劣っている。比較例10は鋼種Bを用いて本発明の範囲外の条件で製造したものであり、溶融亜鉛めっき前の加熱温度が本発明で規定する範囲より低い場合、亜鉛めっき特性が劣っていた。比較例12および13は鋼種Cを用いて本発明の範囲外の条件で製造したものであり、巻取温度が本発明で規定する範囲外であるため、延性が劣っていた。比較例14は鋼種Dを用いて本発明の範囲外の条件で製造したものであり、溶融亜鉛めっき前\*

\*の加熱温度が本発明で規定する範囲より高いため、延性は劣っていた。比較例15および16は鋼種Eを用いて本発明の範囲外で製造したものであり、Si量が本発明で規定する範囲より高いため、亜鉛めっき特性が劣っていた。

【0036】

【表1】

化学成分(重量%)					
C	Si	Mn	P	S	sol.Al
0.09	0.9	1.55	0.01	0.001	0.05

【0037】

【表2】

加熱温度 ℃	亜鉛めっき層の特性	
	外観	密着性
400	不めっきあり	不良
450	良好	良好
500	良好	良好
550	良好	良好
600	良好	良好
650	良好	良好
700	良好	良好
750	不めっきあり	良好
800	不めっきあり	良好
850	不めっきあり	良好

【0038】

【表3】

区分	鋼種記号	化学成分(重量%)					
		C	Si	Mn	P	S	sol. Al
本発明	A	0.09	0.9	1.55	0.010	0.001	0.05
	B	0.15	1.2	1.60	0.030	0.001	0.04
	C	0.14	0.9	1.60	0.008	0.001	0.50
	D	0.09	1.4	1.51	0.008	0.001	0.02
比較例	E	0.09	2.6	1.42	0.007	0.001	0.03

【0039】

【表4】

区分	条件	鋼種記号	熱延条件					溶融亜鉛めっき条件		合金化処理条件		
			仕上温度 ℃	一次冷却速度 ℃/s	中間保持温度 ℃	中間保持時間 s	二次冷却速度 ℃/s	巻取温度 ℃	加熱温度 ℃	保持時間 sec	加熱温度 ℃	保持時間 sec
本発明例	1	A	850	73	685	6.6	49	480	520	60	540	10
	2	A	845	46	700	8.3	53	450	450	60	550	10
	3	B	855	59	700	6.9	53	490	490	60	530	10
	4	B	835	47	675	8.9	40	470	530	60	530	10
	5	C	885	59	730	8.9	61	490	550	60	550	10
	6	C	880	56	690	8.9	46	455	510	60	530	10
	7	D	850	44	710	8.3	44	500	540	60	530	10
比較例	8	A	845	43	710	8.3	25	590	500	60	550	10
	9	A	840	48	680	8.7	32	520	590	60	550	10
	10	B	830	48	660	9.2	34	480	610	60	550	10
	11	B	840	40	730	7.2	63	470	430	60	530	10
	12	C	885	53	740	7.2	29	620	510	60	540	10
	13	C	880	59	680	8.9	70	320	480	60	530	10
	14	D	850	44	710	8.3	44	500	570	60	540	10
	15	E	855	65	680	7.9	47	450	490	60	530	10
	16	E	860	40	720	9.2	46	480	460	60	550	10

【0040】

【表5】

区分	条件	鋼種 記号	ミクロ組織*	機械的性質			亜鉛めっき特性	
				降伏点 MPa	引張強さ MPa	伸び %	TS×E1 MPa・%	外観 0.5t油けで の性質
本発明例	1	A	F+B+γ	520	620	34	21080	良好
	2	A	F+B+γ	536	628	35	21980	良好
	3	B	F+B+γ	585	703	33	23199	良好
	4	B	F+B+γ	575	698	35	24430	良好
	5	C	F+B+γ	520	625	34	21250	良好
	8	C	F+B+γ	525	619	37	22803	良好
	7	D	F+B+γ	539	648	33	21384	良好
比較例	8	A	F+B+P	480	598	30	17940	良好
	9	A	F+B+P	490	605	29	17545	良好
	10	B	F+B+P	542	661	27	17847	良好
	11	B	F+B+γ	582	693	34	23562	不めっきあり
	12	C	F+B+P	485	602	30	18060	良好
	13	C	F+B+M	537	689	26	17914	良好
	14	D	F+B+P	538	650	32	20800	良好
	15	E	F+B+γ	590	720	33	23760	不めっきあり
	16	E	F+B+γ	562	695	34	23630	不めっきあり

\*F:フェライト、B:ベイナイト、γ:残留オーステナイト、P:パーライト、M:マルテンサイト

### 【0041】

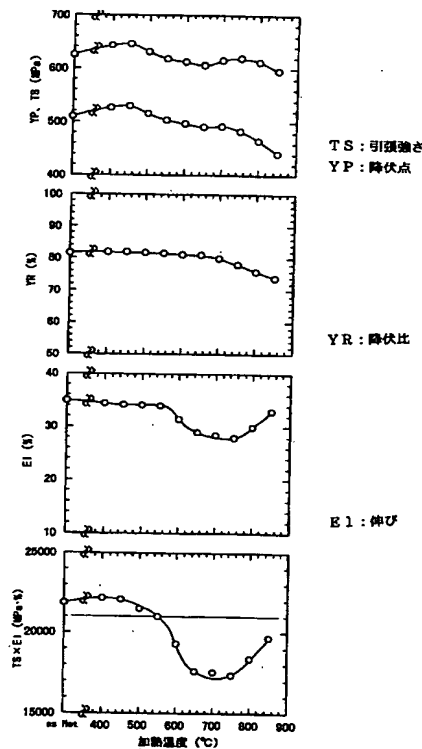
【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、良好な延性および亜鉛めっき特性を有する熱延下地溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法を提供することができる。したがって、本発明による鋼板は自動車用（構造部材および足回り部材など）、産業機器用、家電用等に供することにより、軽量

化を図ることができ、産業上極めて有効な効果が得られる。

### 【図面の簡単な説明】

【図1】鋼板の機械的性質および連続式溶融亜鉛めっきラインにおける亜鉛めっき前の加熱温度の関係を示す図。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 吉武 明英  
東京都千代田区丸の内一丁目 1 番 2 号 日  
本鋼管株式会社内

(72)発明者 小崎 純一  
東京都千代田区丸の内一丁目 1 番 2 号 日  
本鋼管株式会社内

(72)発明者 櫻井 理孝  
東京都千代田区丸の内一丁目 1 番 2 号 日  
本鋼管株式会社内

(72)発明者 荒木 健治  
東京都千代田区丸の内一丁目 1 番 2 号 日  
本鋼管株式会社内

F ターム(参考) 4K027 AA02 AA23 AB02 AB28 AB42  
AC02 AC12 AC18 AC73 AE12  
AE18  
4K037 EA01 EA05 EA06 EA15 EA16  
EA23 EA25 EA27 EA28 EB05  
EB09 FC07 FD03 FD04 FD08  
FE01 FF01 GA05